

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 61-087848

(43)Date of publication of application : 06.05.1986

(51)Int.Cl.

C22C 38/02

C22C 38/34

H01F 1/14

(21)Application number : 59-209529

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 05.10.1984

(72)Inventor : SHISHIDO HIROSHI

SUGA TAKAHIRO

ITO ISAO

GOTO SATOSHI

(54) HIGH-TENSION SOFT-MAGNETIC THIN STEEL STRIP OF FE-BASE ALLOY

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain a high-tension soft-magnetic thin steel strip of Fe-base alloy by subjecting the molten metal having a specific composition consisting of Si, Be, B, V, Nb, Ta, Zr, Hf, Cr, Cu, and the balance Fe to rapid cooling on the moving cooling body to be solidified.

CONSTITUTION: The high-tension soft-magnetic thin steel strip of Fe-base alloy has a composition consisting of, by weight, 2.5W7.0% Si, ≥ 1 kinds among 0.01W3.0% Be, 0.01W3.0% B, 0.05W5.0% V, 0.05W5.0% Nb, 0.05W5.0% Ta, 0.05W5.0% Zr, 0.05W5.0% Hf, 0.5W10.0% Cr, and 0.5W5.0% Cu, and the balance Fe with inevitable impurities, and can be obtained by continuously feeding the molten metal having the above composition onto the cooling body whose cooling surface is moving and sending its new surface successively, and by forcing the molten metal to be solidified by the rapid cooling. The above thin steel strip is a high-tension nonoriented silicon steel sheet having \geq about 50kg/mm² tensile strength, \geq about 1.5T magnetic flux density B₅₀, and \leq about 100w/kg iron loss W₁₀/1,000.

⑫ 公開特許公報(A)

昭61-87848

⑤ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

④ 公開 昭和61年(1986)5月6日

C 22 C 38/02

7217-4K

38/34

7619-4K

H 01 F 1/14

7354-5E

審査請求 未請求 発明の数 1 (全7頁)

⑬ 発明の名称 高抗張力軟磁性Fe基合金薄帯

⑭ 特 願 昭59-209529

⑮ 出 願 昭59(1984)10月5日

⑯ 発 明 者 穴 戸 浩 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
 ⑰ 発 明 者 菅 孝 宏 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
 ⑱ 発 明 者 伊 藤 庸 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
 ⑲ 発 明 者 後 藤 聡 志 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
 ⑳ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
 ㉑ 代 理 人 弁理士 杉村 暁秀 外1名

明 細 書

1. 発明の名称 高抗張力軟磁性Fe基合金薄帯

2. 特許請求の範囲

1. Si : 2.5 ~ 7.0 wt %

を含み、かつ

Be : 0.01 ~ 8.0 wt %

B : 0.01 ~ 8.0 wt %

V : 0.05 ~ 5.0 wt %

Nb : 0.05 ~ 5.0 wt %

Ta : 0.05 ~ 5.0 wt %

Zr : 0.05 ~ 5.0 wt %

Hf : 0.05 ~ 5.0 wt %

Cr : 0.5 ~ 10.0 wt % および

Cu : 0.5 ~ 5.0 wt %

のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成なる薄帯であつて、この薄帯は、上記組成範囲の溶湯を、冷却面が高速で更新移動する冷却体上に連続して供給し、その急冷凝固を強いて得たものである高抗張力軟磁性Fe基合

金 薄 帯。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

この発明は、高抗張力軟磁性Fe基合金薄帯に関し、とくに回転機や磁気軸受の回転子などの用途に用いてとりわけ好適なものである。

(従来の技術)

近年、エレクトロニクスを初めとする電気・電子機器の発展には目ざましいものがあるが、かような発展をより一層助長する因子の一つとして回転機器の高速運動化をあげることができる。

従来一般に使用されているモーターの回転子には、主として電磁鋼板を積層したものが用いられている。このようなモーターの回転子の回転数は、現行のものでは高々10万rpm程度以下であり、かかる回転子素材の電磁鋼板としては、磁気特性に優れた高級無方向性けい素鋼板が主として使用されてきた。

ところで最近では、モーターの高効率化の要請に伴つてモーターの回転速度をより一層高めるこ

とが必要とされるようになり、モーター回転子に対して、20～80万rpmあるいはそれ以上の回転数が要求されるようになってきた。従つてモーター回転子の材料としてもそのような高速回転運動に耐え得るものが必要とされるようになってきた。またこのようにモーターを高速回転させた場合に、軸受が機械的なベアリングでは摩耗が著しく、モーター効率が大幅に劣化すると同時に信頼性が低下するという問題が有り、この点かかる問題を解決するものとして最近では磁気軸受が考案されているが、この場合の磁気軸受も一種の電動機を構成するものであるため、磁気軸受の回転子もまたモーター回転子と同様に、20～80万rpmの高速回転に耐え得ることが要求されている。

ここにかような回転機器における高速回転化を実現するためには、まずかかる高速回転に耐え得る素材の開発が問題となる。すなわち回転機器回転子の回転数が20～80万rpmにも高速化すると、該回転子に加わる遠心力は従来に比し大幅に増大するため、現行の材料では回転子が破壊に至

力は著しく大きくなり、回転子が20～80万rpmもの高い回転数の下で使用される場合に、回転子の破壊を防止するためには、回転子材料に対してときとしては100kg/mm²を超えるような高抗張力が要求されることになる。

ところで一般に鉄系材料の機械的強度を増加させる方法としては、次表1に示すような方法をあげることができる。

表 1

強 化 法	強 化 手 段	特 徴
固 溶 体 強 化	合 金 添 加	延 性 良
析 出 強 化	合 金 添 加 熱 処 理	高 降 伏 点
細 粒 化 強 化	合 金 添 加 熱 処 理	・
組 織 強 化	合 金 添 加 熱 処 理	低 降 伏 比、延 性 良 超 高 強 度
加 工 強 化	加 工	超 高 強 度

る危険性が高いからである。

たとえば、第4図に示したような内径 R_1 、外径 R_2 の円板が回転した場合を考えると、板中任意の部分には、半径方向の垂直応力 F_r と、接線方向の垂直応力 F_t とが作用し、これらの応力の最大値は、簡単に次式で表わされる。

$$(F_t)_{\max} = \frac{8\nu}{4} \left(R_2^2 + \frac{1-\nu}{8+\nu} R_1^2 \right) \frac{w}{g} \omega^2$$

$$(F_r)_{\max} = \frac{8+\nu}{8} (R_2 - R_1)^2 \frac{w}{g} \omega^2$$

ただし w ：材料の重さ ω ：角速度

ν ：ポアソン比 g ：重力の加速度

ここで $(F_t)_{\max}$ と $(F_r)_{\max}$ とを比較すると、

$(F_t)_{\max}$ の方が $(F_r)_{\max}$ よりも常に大きいことから、回転円板としては、その抗張力が常に円周応力 $(F_t)_{\max}$ よりも大きい値を示すものが必要となる。

また上掲式から明らかなように、円板に加わる応力は、外径の2乗および回転数の2乗に比例する。従つて回転数が高くなれば回転子に加わる応

これらの方法のうち、電磁鋼板に対する強化方法としては、固溶体強化法あるいは細粒化強化法が、磁気特性を損わずしかも靱性も劣化させないことから最適と考えられている。ここに固溶体強化法は、合金元素が固溶することによつて結晶格子が歪み、これにより転位の運動に対する抵抗が高まつて鋼材が強化されることを利用したものであり、また細粒化強化法は、結晶粒微細化によつて粒界を増加させ、その粒界によつて転位の運動を妨げることで鋼材を強化させるものである。

一方、モーターや磁気軸受の回転子に使用される磁性材料は、磁氣的に軟質な材料すなわち軟磁性材料であることが必要であり、そしてその特性としては軟磁気特性に優れていること換言すれば磁壁移動が容易であつて磁束密度で表わされる励磁特性が使われていること、および鉄損値が低いことが重要になる。

さらにとくに高速回転する場合の回転子は、高周波特性に優れていることが要求される。ここで、モーターにおける回転数 N と周波数 f との関係は

次式で表わされる。

$$f = N \cdot P / 120 (1 - S)$$

ただし P : モーター極数、S : すべり

この式から理解されるように、回転数が 20 ~ 80 万 rpm の場合には、数 kHz ~ 数十 kHz の高い周波数領域で鉄損値が低い軟磁性材料が要求される。

(発明が解決しようとする問題点)

しかるに軟磁気特性は、機械的強度と相反するのが通常である。すなわち一般に、軟磁気特性を向上させるべく、結晶粒径を大きくしたり、また転位、析出物、介在物などを低減させることによつて磁壁移動の妨げとなるものを可能な限り少なくして磁壁移動を容易にすることは、機械的特性の面からはとりもなおさず強度や抗張力を減少させる結果となつていた。

このため従来は、軟磁気特性が良好であつて、しかも高い抗張力を有する軟磁性材料を得ることは困難視されていたのである。

この発明は、上記の諸問題を有利に解決するも

明を完成させるに至つたのである。

すなわちこの発明は、液体急冷法により得た Fe 基合金薄帯であつて、その成分が、Si: 2.5 ~ 7.0 wt % (以下単に % で示す) を含み、かつ Be: 0.01 ~ 3.0 %、B: 0.01 ~ 8.0 %、V: 0.05 ~ 5.0 %、Nb: 0.05 ~ 5.0 %、Ta: 0.05 ~ 5.0 %、Zr: 0.05 ~ 5.0 %、Hf: 0.05 ~ 5.0 %、Cr: 0.5 ~ 10.0 % および Cu: 0.5 ~ 5.0 % のうちから選んだ 1 種または 2 種以上を含有し、残部は Fe および不可避免的不純物よりなることを特徴とするものである。

以下この発明を具体的に説明する。

この発明に従う合金薄帯は、上述したように液体急冷法によつて作成されるものであり、急冷凝固自体の効果として、

- 1) 固溶限が拡大する
- 2) 凝固時の偏析を減少できる
- 3) 結晶組織が微細化される

などの長をそなえる他、液体急冷法による直接製板化の効果として、

ので、高い抗張力を有するだけでなく、低い高周波鉄損や低保持力など軟磁気特性にも優れた材料、具体的には抗張力: 50 kg/mm² 以上で、かつ磁束密度 B₅₀: 1.5 T 以上、鉄損 W_{10/1000}: 100 W/kg 以下を満足する高抗張力無方向性電磁鋼板の製造方法を提案することを目的とする。

(問題点を解決するための手段)

この発明は、前掲表 1 に示した種々の強化法を再検討した結果開発されたもので、各強化法の中でも固溶体強化法が、磁気特性への悪影響が比較的小さいこと、しかもかかる強化法に伴う磁気特性の劣化は、その製造工程に工夫を加えることによつて十分に補償し得ることの新規知見に立脚する。

さて発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意実験と検討を加ねたところ、金属溶湯を、冷却面が高速で更新移動する冷却体上に連続して供給し、その急冷凝固を強いて薄帯とするいわゆる液体急冷法を活用すると共に、薄帯の成分組成を以下に述べるとおりに調整することによつて、所期した目的が有利に達成され得ることを究明し、この発

4) 種加工材を直接薄板に製造できる

5) {100}<0vw>方位の集合組織ができる

など、従来の溶解-鋳造-圧延法にはない長を有し、とくに回転子用の高抗張力軟磁性材を製造するに当つては、上記のうち 1)、4) および 5) がとりわけ有効に寄与する。すなわち抗張力を向上させる元素が、室温では鉄中に固溶し難い場合であつても、液体急冷法ではその析出をおさえることができる。またモーターや磁気軸受の回転子に使用される磁性材としては、磁化容易軸が板面内のあらゆる方向を向いていることが必要とされるわけであるが、上記 5) に掲げたように急冷薄帯はそのままで {100}<0vw> 組織が得られるので、回転子材料にとつては極めて有利である。さらに高抗張力を実現しようとする場合には、材料が硬く、脆くなつてしまうので加工性が著しく劣化することが多いが、上記 4) として掲げたとおり、急冷薄帯は圧延などの加工を施さなくても直接に薄板の製造が可能であり、従つて薄板を酸腐して使用するモーター回転子材料において高抗張

力化を図る上で有利である。

上に述べたような観点から、この発明においては液体急冷直接製板法を採用することとした。

次に発明者らは、液体急冷法による軟磁性 Fe 基合金帯の合金成分に関し、次のような実験を行つた。

まず、電解鉄に種々の割合で Si および B を添加配合した合金を溶解し、かかる合金溶湯をその噴射ノズルから高速で回転する双ロールの接触部に連続して供給することによつて、急冷凝固させた。得られた 100 ~ 200 μ m 厚の薄帯試料について、インストロン試験により抗張力を測定した結果を第 1 図に示す。

同図より明らかなように、Si を含有する鉄に B を添加することによつて、抗張力は確実に向上することがわかる。ここに B を添加しなくとも Si を 0.5 % 以上含有させることによつて 70 kg/cm^2 以上の高抗張力を得ることができ、この場合には材料が脆くなつて使用上の不利が著しい。従つて Si 含有量を下げ、その分を B で補うことに

向上のためにしても鉄損に対する影響を考慮して設定することが肝要である。

(作用)

次にこの発明において成分組成範囲を前記のとおりに限定した理由について説明する。

Si : 2.5 ~ 7.0 %

Si 含有量が、2.5 % に満たないと $\alpha \rightarrow \gamma$ の相変態を生じた電気抵抗が低下して電磁特性の劣化を招き、一方 7 % を超えると著しく脆くなつて歩留りや生産性が悪化するだけでなく、飽和磁束密度が低下する。このため Si はその含有量を 2.5 ~ 7.0 % の範囲に限定した。

B, Be : 0.01 ~ 8.0 %

B および Be はそれぞれ含有量が 0.01 % 未満では抗張力の改善効果に乏しく、一方 8.0 % を超えると磁気特性が劣化するきらいにあるので、0.01 ~ 8.0 % の範囲に限定した。

V, Nb, Ta, Zr, Hf : 0.05 ~ 5.0 %

V, Nb, Ta, Zr および Hf はいずれも、含有量が 0.05 % に満たないと抗張力の改善効果に乏

よつて脆さを改善し、もつて高抗張力化を図ることが必要なわけである。

ついで発明者らは、4.5 % Si - Fe 合金に、B と同様に種々の割合で Be, V, Nb, Ta, Zr, Hf, Cr および Cu を添加配合し、上記の実験と同様にして作成した急冷薄帯の抗張力について調べた。その結果を第 2 図に示す。

同図から明らかなように、上記した各元素を添加することによつて抗張力はいずれも向上した。

さらに発明者らは、4.5 % Si - Fe 合金に種々の割合で B, Be, V, Nb, Ta, Zr, Hf, Cr および Cu を添加して、前記と同様にして急冷薄帯としたのち、各薄帯を水素中において 950 $^{\circ}\text{C}$ で焼鈍した場合の鉄損 W10/1000 について調べた。その結果をまとめて第 3 図に示す。

同図から明らかなように、かような元素の添加量の増大に伴つて鉄損値は劣化した。

このように、従来に較べると大幅に改善されているとはいえ、これらの元素の多量添加は鉄損の劣化を招くため、かかる元素の添加量は、抗張力

しく、一方 5.0 % を超えると介在物および析出物が生成し易くなつて磁気特性の劣化を招くので、それぞれ 0.05 ~ 5.0 % の範囲に限定した。

Cr : 0.5 ~ 10.0 %

Cr は、その含有量が 0.5 % に満たないと所期した抗張力の改善効果は望み得ず、一方 10.0 % を超えると飽和磁束密度の劣化が著しいので、0.5 ~ 10.0 % の範囲に限定した。

Cu : 0.5 ~ 5.0 %

Cu 含有量が、0.5 % 未満では抗張力の改善効果が小さく、一方 5.0 % を超えると磁気特性が劣化するので、0.5 ~ 5.0 % の範囲に限定した。

以上単独添加する場合につき、主に説明したが、上記の成分組成範囲内であれば、2 種以上を複合添加してもよい。しかしながら複合添加する場合あまりに多量の添加は磁気特性の劣化を招くので、合計量で 18.0 % 以下とすることが望ましい。

次にこの発明の製造方法について説明する。

まず上記の好適成分組成になる合金溶湯を、双ロール法、単ロール法あるいはベルト法などの液

体急冷法によつて急冷凝固させて薄帯化する。このとき合金溶湯の温度は溶融温度よりも 50°C 以上高いことが望ましい。というのは(溶融温度 $+50$) $^{\circ}\text{C}$ 未満の場合には、溶湯がノズル内で冷却凝固されることに起因してノズル詰りを生じ、その結果薄帯の連続製造ができなくなるおそれがあるからである。

上述のようにして得られた急冷薄帯は、このままでモーター回転子などの磁性材料として使用することも勿論できるが、より一層の磁気特性の向上のためには、得られた急冷薄帯に適切な熱処理、たとえば 700°C 以上望ましくは 900°C 以上の温度で 80 秒 ~ 80 分間程度の短時間の焼鈍処理を施すことが有効である。

第5図に、~~4.5% Si - Fe 合金および 1% B - 4.5% Si - Fe 合金薄帯を、それぞれ、種々の温度で焼鈍したときの焼鈍温度と鉄損 $W_{10}/1000$ との関係について調べた結果を示す。~~

図4から明らかなように、上記した合金においては焼鈍温度の上昇とともに鉄損値は低減し、と

動させた場合と同じことになり、磁気特性が劣化する。従つて実際の使用に際しては、密着性に富む絶縁被膜を表面に被成しておくことが肝要である。

また、この発明に従う急冷薄帯を実機に適用する際には、モーターコアなどの形状に打抜いた後に、打抜きによる歪を除去するために、 $700\sim 800^{\circ}\text{C}$ 程度の温度において歪取り焼鈍を施すことが望ましい。

(実施例)

実施例 1

1% B - 4.5% Si - Fe の組成になる 1800°C の溶湯を、高速回転する双ロールの接触部に射出して、板厚 $90\mu\text{m}$ の急冷薄帯とした。

得られた急冷薄帯ならびにその後焼鈍処理を施した場合の鉄損 $W_{10}/1000$ および抗張力 δ_T について調べた結果を下表2に示す。

くに 900°C 以上でその効果に著しかった。

このように急冷後の薄帯に焼鈍を施すことによつて磁気特性が向上する理由は、焼鈍によつて結晶粒の粒径が粗大化すること、および粗大化した結晶粒が板面に対して $\{100\}\langle 0vw\rangle$ の方位をもつことにある。従つてかような焼鈍を施すことが、液体急冷法の特長をより一層有効に活用していると言える。

かくして得られた高抗張力軟磁性材料は、電気抵抗が $70\sim 90\Omega$ と高いため、商用周波数で使用する場合にはそのまま積層して使用しても問題は少ないが、高周波領域で使用する場合には表面を絶縁することが必要とされる。というのは磁性材料を高周波領域で使用する場合は、通常の商用周波数領域での使用と比較して渦電流損が著しく増大するからである。この場合、鋼板磁性材を薄肉材として積層して使用すれば高周波特性に対して有利となるが、各層間の絶縁が不充分であると、板同士が接触して薄い板を積層した効果が失われることになる。すなわち厚い板を高周波領域で作

表 2

焼鈍温度 ($^{\circ}\text{C}$)	$W_{10}/1000 (\text{W/g})$	$\delta_T (\text{kg/mm}^2)$
急冷のまま	105	168
700	86	148
800	70	136
900	64	113
1000	68	108
1100	61	101
1200	59	100

実施例 2

4.5% Si - Fe の基本組成になる溶湯中に、Be, Hf, V, Ta, Nb, Zr, Cu および Cr をそれぞれ1%ずつ添加した溶湯を、高速で回転する双ロールの接触部に射出して、いずれも板厚約 $80\mu\text{m}$ の急冷薄帯とした。

得られた各薄帯をそれぞれ 1000°C で焼鈍したのちの鉄損 $W_{10}/1000$ と抗張力 δ_T について調べた結果を下表3にまとめて示す。

なお比較のため4.5% Si - Fe の組成になる薄

帯についても同様の調査を行い、得られた結果を比較例として表 8 に併記した。

表 8

成分組成	W10/1000(μg)	δ_T (kg/mm^2)	備考
4.5% Si - Fe	80	85	比較例
1% Be-4.5%Si-Fe	59	93	実施例
1% Hf-4.5%Si-Fe	58	97	"
1% V -4.5%Si-Fe	56	96	"
1% Ta-4.5%Si-Fe	55	95	"
1% Nb-4.5%Si-Fe	54	94	"
1% Zr-4.5%Si-Fe	55	93	"
1% Cu-4.5%Si-Fe	52	85	"
1% Cr-4.5%Si-Fe	53	88	"
1%B-1%Cr-4.5%Si-Fe	58	101	"

(発明の効果)

かくしてこの発明によれば、鉄損特性をほとんど劣化させることなしに抗張力を格段に向上させることができる。

4. 図面の簡単な説明

第 1 図は、鋼中の Si および B が抗張力に及ぼす影響を示したグラフ、

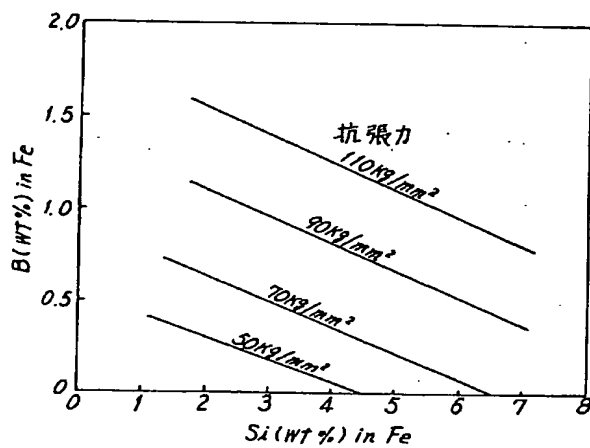
第 2 図は、第 8 添加元素が抗張力に及ぼす影響を示したグラフ、

第 3 図は、第 8 添加元素が鉄損に及ぼす影響を示したグラフ、

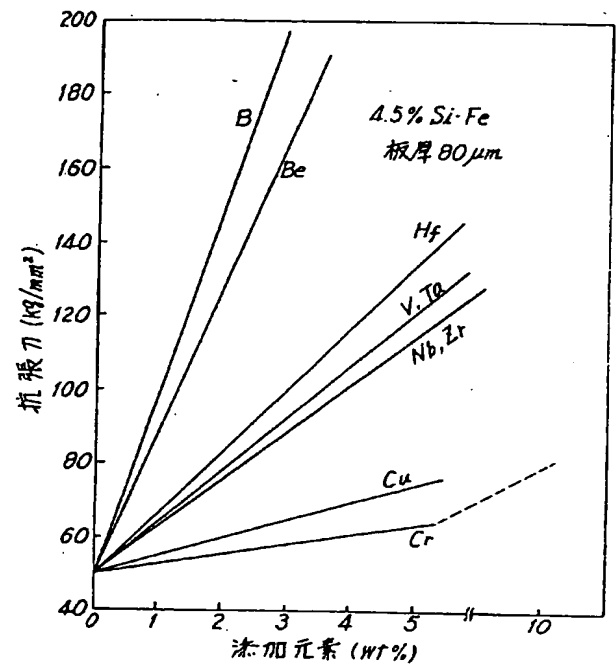
第 4 図は内径 R_1 、外径 R_2 の円板の平面図、

第 5 図は、1% B - 4.5% Si - Fe 合金の焼鈍温度と鉄損との関係を示したグラフである。

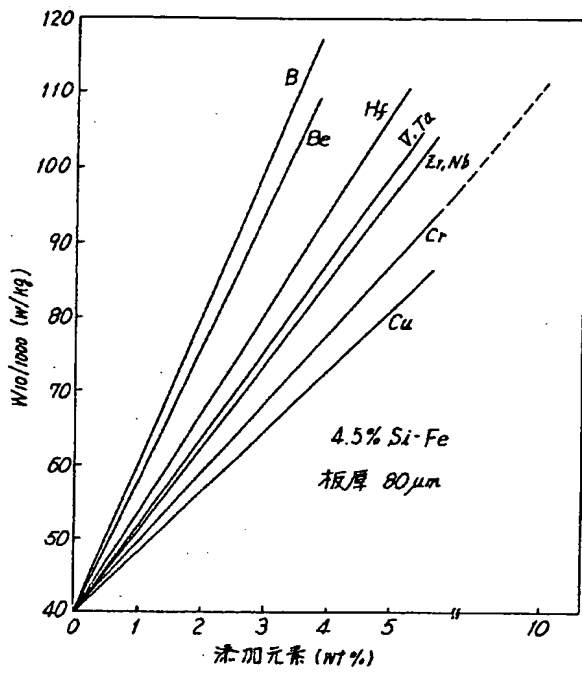
第 1 図



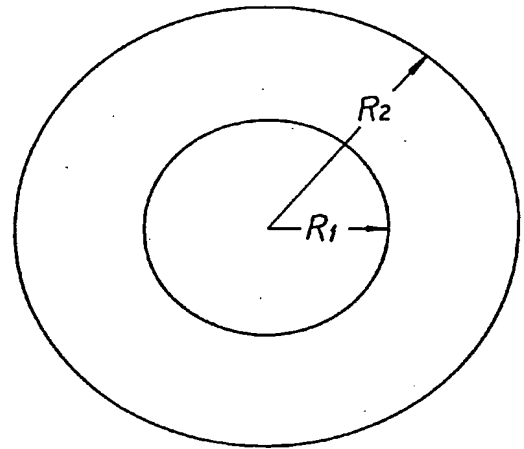
第 2 図



第 3 図



第 4 図



第 5 図

